

DERWENT- 2003-106393

ACC-NO:

DERWENT- 200310

WEEK:

COPYRIGHT 2008 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Manufacturing method of high tensile steel for welded structure,
involves two-phase heat processing to obtain ferrite grains of
preset size

INVENTOR: HASEGAWA T; MINAGAWA M ; SHIRAHATA H

PATENT-ASSIGNEE: NIPPON STEEL CORP[YAWA]

PRIORITY-DATA: 2001JP-067395 (March 9, 2001)

PATENT-FAMILY:

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE
--------	----------	----------

JP 2002266022 A	September 18, 2002	JA
-----------------	--------------------	----

APPLICATION-DATA:

PUB-NO	APPL-DESCRIPTOR	APPL-NO	APPL-DATE
--------	-----------------	---------	-----------

JP2002266022A	N/A	2001JP-067395	March 9, 2001
---------------	-----	---------------	---------------

INT-CL-

CURRENT:

TYPE	IPC DATE
CIPP	<u>C21 D 6/00</u> 20060101
CIPS	<u>C22 C 38/00</u> 20060101
CIPS	<u>C22 C 38/14</u> 20060101
CIPS	<u>C22 C 38/58</u> 20060101

ABSTRACTED-PUB-NO: JP 2002266022 A

BASIC-ABSTRACT:

NOVELTY - The steel composition is subjected to two-phase heat-processing. The average cooling rate from heating temperature to 200 degreesC is 0.1-100 degreesC/second. The heating temperature is (Ac1 transformation point+10 degreesC) to (Ac1 transformation point+100 degreesC). The holding time is 5 hours or less and the obtained ultra-fine ferrite grains are of size 1-3 microns, forming 50% or less of the steel composition.

DESCRIPTION - Steel comprising carbon (in mass%) (0.01-0.2), silicon (0.01-1), manganese (0.1-2), aluminum (0.001-0.1) and nitrogen (0.001-0.01), titanium (0.003-0.1), vanadium (0.005-0.5) and/or niobium (0.003-0.1), and phosphorus (0.02 or less) or sulfur (0.01 or less), remainder iron and impurities, is subjected to two-phase heat-processing. The average cooling rate from heating temperature to 200 degreesC is 0.1-100 degreesC/second. The heating temperature is (Ac1 transformation point+10 degreesC)-(Ac1 transformation

point+100 degreesC). The holding time is 5 hours or less and the obtained ultra-fine ferrite grains are of size 1-3 microns, forming 50% or less of the steel composition.

USE - For welded structure like sea structures, pressure vessel, ship building, bridges, buildings and line pipes.

ADVANTAGE - The steel material has excellent earthquake resistance, low temperature toughness, uniform elongation, high ductility and high tensile strength.

EQUIVALENT-ABSTRACTS:

INORGANIC CHEMISTRY

Preferred Properties: The rate of increase of temperature till it results in heating temperature from 300 degreesC, is 1-100 degreesC/second. After two-phase heat-processing, the steel is further annealed at 250-600 degreesC.

Preferred Components: The steel further comprises nickel (0.1-5), copper (0.1-1.5), chromium (0.01-2), molybdenum (0.01-2), tungsten (0.01-2), zirconium (0.003-0.1), tantalum (0.005-0.2) and/or boron (0.0002-0.005). Alternately, the steel comprises magnesium (0.0005-0.001), calcium (0.0005-0.01) and/or yttrium (0.005-0.1).

TITLE- MANUFACTURE METHOD HIGH TENSILE STEEL WELD
TERMS: STRUCTURE TWO PHASE HEAT PROCESS OBTAIN FERRITE
GRAIN PRESET SIZE

DERWENT-CLASS: M24 M27

CPI-CODES: M24-D02; M27-B04; M27-B04A; M27-B04M; M27-B04S;

SECONDARY-ACC-NO:

CPI Secondary Accession Numbers: 2003-027165

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号
特開2002-266022
(P2002-266022A)

(43)公開日 平成14年9月18日(2002.9.18)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マコ-ト*(参考)
C 2 1 D 6/00		C 2 1 D 6/00	R
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
38/14		38/14	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数5 O L (全 8 頁)

(21)出願番号 特願2001-67395(P2001-67395)

(22)出願日 平成13年3月9日(2001.3.9)

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 長谷川 俊永

大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(72)発明者 皆川 昌紀

大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(72)発明者 白幡 浩幸

大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(74)代理人 100062421

弁理士 田村 弘明 (外1名)

(54)【発明の名称】 高靱性・高延性高張力鋼の製造方法

(57)【要約】

【課題】 溶接構造用鋼としての十分な強度を有し、かつ一様伸び等の延性特性に優れると共に低温靱性にも優れた、安全性の高い高靱性・高延性高張力鋼の製造方法を提供する。

【解決手段】 所定の成分を有し、かつ平均フェライト粒径が1~3 μ m、第二相分率が50%以下の超細粒鋼に、加熱温度が(Ac1変態点+10℃)~(Ac1変態点+100℃)、保持時間が5時間以下で、かつ加熱温度から200℃までの平均冷却速度が0.1~100℃/sの二相域熱処理を施すことによって、超細粒組織の粗大化を抑制しつつ、二相組織を形成させて靱性と一様伸びを両立させた高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.01~0.2%、

Si : 0.01~1%、

Mn : 0.1~2%、

Al : 0.001~0.1%、

N : 0.001~0.01%

を含有し、かつ、

Ti : 0.003~0.1%、

V : 0.005~0.5%、

Nb : 0.003~0.1%

の1種また2種以上を含有し、さらに不純物として、

P : 0.02%以下、

S : 0.01%以下を含有し、

残部が鉄及び不可避不純物からなり、平均フェライト粒径が1~3 μ mで、組織に占めるフェライト以外の第二相の割合が50%以下の超細粒フェライト組織を有する鋼に、加熱温度が(Ac1変態点+10℃)~(Ac1変態点+100℃)、保持時間が5時間以下で、かつ加熱温度から200℃までの平均冷却速度が0.1~10

0℃/sの二相域熱処理を施すことを特徴とする高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

【請求項2】 二相域熱処理を施すに際して、300℃から加熱温度に至るまでの昇温速度が1~100℃/sであることを特徴とする請求項1に記載の高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

【請求項3】 二相域熱処理の後に、さらに加熱温度が250~600℃の焼戻しを施すことを特徴とする請求項1または2に記載の高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

【請求項4】 鋼成分として、さらに質量%で、

Ni : 0.1~5%、

Cu : 0.1~1.5%、

Cr : 0.01~2%、

Mo : 0.01~2%、

W : 0.01~2%、

Zr : 0.003~0.1%、

Ta : 0.005~0.2%、

B : 0.0002~0.005%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

【請求項5】 鋼成分として、さらに質量%で、

Mg : 0.0005~0.01%、

Ca : 0.0005~0.01%、

Y : 0.005~0.1%

のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1~4のいずれか1項に記載の高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、溶接構造用鋼としての十分な強度を有し、かつ一様伸び等の延性特性に優れると共に低温靱性にも優れた、高靱性・高延性高張力鋼の製造方法に関するものである。この方法で製造した鋼は、例えば海洋構造物、压力容器、造船、橋梁、建築物、ラインパイプなどの溶接鋼構造物一般に用いることができるが、高延性と高靱性とが両立できることから、特に耐震性を必要とする建築、橋梁等の構造物用鋼材として有用である。また鋼材の形態としては特に問わな

【0002】

【従来の技術】延性特性、特に一様伸びの向上には軟質相のフェライト(α)に適量の、マルテンサイト相等の硬質相を分散させることが有効であることが知られている。この軟質 α と硬質相からなる二相鋼の製造方法は従来から種々提案されているが、焼入れと焼戻し熱処理の間にフェライト(α)+オーステナイト(γ)二相域に加熱する中間熱処理を施す方法(以下、QLT処理という)に代表されるように、基本的には軟質相としての α と硬質相としてのベイナイトあるいはマルテンサイト、あるいは両相の混合組織を混在させることを目的としている。

【0003】そして、全体の強度レベル及び降伏比、延性特性はこれらの相の混在比率を変えることによって制御されてきた。この軟質相と硬質相の混合組織を得るための製造方法は従来から種々提案されており、例えば特開昭53-23817号公報には、鋼板を再加熱焼入れした後、Ac1変態点とAc3変態点の間に再加熱して γ と α の二相としてから空冷する方法が示され、また特開平4-314824号公報には、同様に二相域に再加熱した後に焼入れる方法が開示されている。また、再加熱処理を施さずにオンラインで製造する方法としては、例えば特開昭63-286517号公報には、 γ 域から二相域にかけて熱間圧延を施した後、Ar3変態点より20~100℃低い温度まで空冷して α 相を生成させ、その後急冷する方法が開示されている。

【0004】再加熱焼入れした後、さらにAc1変態点とAc3変態点の間に再加熱して γ と α の二相としてから、空冷または水冷する二相域熱処理を包含するQLT処理は組織制御が比較的容易であるが、二相域熱処理ままでは靱性が極端に劣化するため、さらにAc1変態点未満で焼戻し処理を施すことが必須となる。このため、QLT処理は工程が複雑であり、生産性の低下が大きい問題を有する。また、Ac1変態点未満で焼戻し処理を施すと、硬質相の強度低下と α 母相での析出強化のために、二相域熱処理で得られた高い一様伸びがむしろ劣化する。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】二相域熱処理を施して、一様伸びに代表される延性特性を高める鋼においては、高一様伸びと靱性とを両立させることは、従来の技術によっては困難であった。そこで本発明は、従来の二相域熱処理材と同等以上の一様伸びを有し、さらに良好な靱性を有する高張力鋼を製造する方法を提供することを課題とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】二相域熱処理を施した鋼において靱性確保が困難なのは、一般的には硬質相の靱性が劣るためであるが、一様伸び確保のためには硬質相の存在は不可避である。そこで、本発明者らは、軟質相であるフェライトの靱性を高めることによって、二相組織全体としての靱性を確保する方法を検討した。具体的には、二相域熱処理前の素材としてフェライト粒径が3μm程度以下の超細粒鋼を用い、化学組成、二相域熱処理条件を適正化することで靱性の劣化を極力抑制した上*

C : 0.01~0.2%、

Mn : 0.1~2%、

N : 0.001~0.01%

を含有し、かつ、

Ti : 0.003~0.1%、

Nb : 0.003~0.1%

の1種また2種以上を含有し、さらに不純物として、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下を含有し、残部が鉄及び不可避不純物からなり、平均フェライト粒径が1~3μmで、組織に占めるフェライト以外の第二相の割合が50%以下の超細粒フェライト組織を有する鋼に、加熱温度が(Ac1変態点+10℃)~(Ac1変態点+100℃)、保持時間が5時間以下で、かつ加熱温度から200℃までの平均冷却速度が0.1~100℃/sの二相域熱処理を施すことを特徴とする高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。 ※

Ni : 0.1~5%、

Cr : 0.01~2%、

W : 0.01~2%、

Ta : 0.005~0.2%、

の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(1)~(3)のいずれか1項に記載の高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

(5) 鋼成分として、さらに質量%で、Mg : 0.0005~0.01%、Ca : 0.0005~0.01%、Y : 0.005~0.1%のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(1)~(4)のいずれか1項に記載の高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

【0010】

【発明の実施の形態】以下に本発明の実施の形態について詳細に述べる。本発明は、組織、化学組成を適正化した超細粒鋼に適切な熱処理を施して、超細粒組織の粗大★50

*で、一様伸びを高めるための適正な化学組成、熱処理条件を検討した。

【0007】結晶粒径を微細化すればするほど熱的には不安定となり、超細粒組織ほど熱処理等によって組織が粗大化しやすくなるため、超細粒組織に二相域熱処理を施して超細粒組織に硬質相を形成せしめることは容易ではない。本発明者らは、フェライト域~二相域で累積圧下率の大きい圧延を加えてることによるフェライトの再結晶を利用して製造された超細粒鋼における、高靱性と高一様伸びとを両立できる二相域熱処理法を検討し、超細粒組織の粗大化を抑制するためには二相域熱処理条件を工夫することは当然であるが、さらに、二相域熱処理を施す前の超細粒組織にも一定の要件を満足する必要があることを見出し、本発明に至った。

【0008】本発明の要旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で、

Si : 0.01~1%、

Al : 0.001~0.1%、

V : 0.005~0.5%、

※【0009】(2) 二相域熱処理を施すに際して、300℃から加熱温度に至るまでの昇温速度が1~100℃/sであることを特徴とする前記(1)に記載の高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

(3) 二相域熱処理の後に、さらに加熱温度が250~600℃の焼戻しを施すことを特徴とする前記(1)または(2)に記載の高靱性・高延性高張力鋼の製造方法。

(4) 鋼成分として、さらに質量%で、

Cu : 0.1~1.5%、

Mo : 0.01~2%、

Zr : 0.003~0.1%、

B : 0.0002~0.005%

★化を抑制しながら、硬質第二相を適切に分散させることで、高靱性と高一様伸びとを両立させることを要件としている。そこで、先ず化学組成と熱処理前の超細粒組織の限定理由とその作用を述べ、次いで超細粒組織の粗大化を抑制しながら、硬質第二相を適切に分散させる方法の限定理由について述べる。

【0011】Cは鋼の強度を向上させる有効な成分として添加するもので、0.01%未満では構造用鋼に必要な強度の確保が困難であり、また0.2%を超える過剰の添加は、硬質相の増加及び脆化を招いて靱性、一様伸びとともに劣化するため、0.01~0.2%の範囲とした。

【0012】Siは脱酸元素として、また母材の強度確

保に有効な元素である。0.01%未満の添加では脱酸が不十分となり、また強度確保に不利である。逆に1%を超える過剰の添加は、粗大な酸化物を形成して延性や靱性劣化を招く。そこでSiの範囲は0.01~1%とした。

【0013】Mnは母材の強度、靱性の確保に必要な元素であり、最低限0.1%以上添加する必要がある。しかし2%を超える過剰な添加は、過剰なC含有と同様に硬質相による靱性劣化を生じ、溶接部の靱性、割れ性なども劣化させるため、上限を2%とした。

【0014】Alは脱酸、オーステナイト粒径の細粒化を通した組織微細化等に有効な元素であり、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要があるが、0.1%を超えて過剰に添加すると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるため、0.001%~0.1%の範囲に限定する必要がある。

【0015】Nは、AlやTiと結びついてオーステナイト粒微細化に有効に働くが、その効果が明確になるためには0.001%以上含有させる必要がある。一方、過剰に添加すると固溶Nが増加して降伏比の増加や母材、溶接熱影響部の靱性の劣化につながる。靱性確保の観点から許容できる範囲として、上限を0.01%とする。

【0016】さらに、本発明においてはTi、V、Nbの1種または2種以上を適正に添加することが必須要件となる。すなわち、熱的に不安定な超細粒組織に二相域熱処理を施すに際して、超細粒組織の粗大化を安定的に抑制するためには、熱処理前組織、二相域熱処理条件の限定だけでは不十分であり、炭窒化物を微細に分散させて、粒成長に対するピン止め効果を発揮させる必要がある。そのために、微細炭窒化物形成に有効なTi、V、Nbの1種または2種以上を適正に添加する。本発明においては各元素の添加量を、下記理由により各々限定する。

【0017】Tiは、その炭窒化物の形成によりオーステナイト粒微細化にも有効な元素であるが、本発明においては、超細粒組織の二相域熱処理時の粒成長抑制に有効である。炭窒化物を形成して効果を発揮できるためには0.003%以上の添加が必要である。一方0.1%を超えると、粗大な酸化物あるいは炭窒化物を形成して靱性や延性を劣化させるため、上限を0.1%とする。

【0018】Vも本発明においてはTiと同様の効果を有する。炭窒化物を微細分散して効果を発揮するためには0.005%以上の添加が必要である。一方0.5%を超えると、粗大な炭窒化物を形成して靱性や延性を劣化させるため、本発明ではVの含有量を0.005~0.5%の範囲に限定する。

【0019】Nbも本発明においてはTiあるいはVと同様の効果を有する。炭窒化物を微細分散して効果を発揮するためには0.003%以上の添加が必要であ

る。一方0.1%を超えると析出脆化が顕著になり、かつ粗大な炭窒化物を形成してさらに靱性や延性を劣化させるため、本発明ではNbの含有量を0.003~0.1%の範囲に限定する。

【0020】なお、P、Sは不純物元素であり、極力低減することが好ましい。Pは靱性を劣化させる傾向が顕著で、靱性確保の点から許容できる量として上限を0.02%とした。

【0021】SはMnSを形成して特に延性値を劣化させるため、本発明が対象としているような、延性を確保する必要のある鋼板では特に低減が必要な元素である。ただし、延性の劣化を実用的に許容できる上限として、その含有量の上限を0.01%とする。

【0022】以上が本発明鋼の基本成分であるが、所望の強度レベルに応じて母材強度の上昇の目的で、必要に応じてNi、Cu、Cr、Mo、W、Zr、Ta、Bの1種または2種以上を含有することができる。それらの成分の限定理由を以下に説明する。

【0023】Niは、母材の強度と靱性を同時に向上でき、非常に有効な元素であるが、効果を発揮させるためには0.1%以上含有させる必要がある。含有量が多くなると強度、靱性は向上するが、5%を超えて添加しても効果が飽和するため、経済性も考慮して上限を5%とする。

【0024】CuもほぼNiと同様の効果を有し、その効果を発揮するためには0.1%以上添加するが、1.5%超の添加では熱間加工性に問題を生じるため、0.1~1.5%の範囲に限定する。

【0025】Crは母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じるためには0.01%以上必要であり、一方2%を超えて添加すると靱性が劣化する傾向を有するため、0.01~2%の範囲とする。

【0026】Moも母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じるためには0.01%以上必要であり、一方2%を超えて添加すると靱性が劣化する傾向を有するため、0.01~2%の範囲とする。

【0027】WもMoと同様に母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じるためには0.01%以上必要であり、一方2%を超えて添加すると靱性が劣化する傾向を有するため、0.01~2%の範囲とする。

【0028】Zrは析出強化や細粒化に効果を発揮する元素であるが、効果を発揮するためには0.003%以上の添加が必要である。一方、0.1%超の過剰の添加では析出物の粗大化による靱性の劣化を生じるため、0.003%~0.1%の範囲に限定する。

【0029】Taも同様に析出強化や細粒化に有効であるが、効果を発揮するためには0.005%以上必要であり、0.2%超では逆に靱性劣化を生じるため、その範囲を0.005%~0.2%とする。

【0030】Bは0.0002%以上のごく微量添加で鋼材の焼入性を高めて強度上昇に非常に有効であるが、過剰に添加するとBNを形成して、逆に焼入性を落とし、韌性を大きく劣化させるため、上限を0.005%とする。

【0031】さらに、本発明においては延性や溶接部の韌性（HAZ韌性）を安定的に向上させることを目的として、Mg、Ca、Yの1種または2種以上を含有することができる。いずれも酸化物、硫化物の微細分散により延性特性を改善すると共に、溶接熱影響部（HAZ）の組織を微細化してHAZ韌性を向上せしめる。その効果を発揮するためには、Mg、Caはそれぞれ0.0005%以上、Yは0.005%以上含有させる必要がある。一方、過剰に添加すると酸化物、硫化物が粗大化して、それ自身が脆性破壊の起点となってHAZ韌性を逆に劣化させるため、上限をMgおよびCaはそれぞれ0.01%、Yは0.1%に限定する。

【0032】以上が、本発明の化学組成に関する限定理由である。次に、延性特性向上のための熱処理を施す前の鋼が有すべき超細粒組織の限定理由を述べる。一様伸び等の延性特性向上のために、軟質相のフェライトと硬質相との二相組織とする必要があるが、硬質相は韌性に好ましくないため、従来は該二相鋼において韌性と延性とを両立させることが困難であった。

【0033】そこで本発明者らは、軟質相であるフェライトの組織を極力微細化することで、硬質相による韌性劣化を相殺する方法を検討した。その結果、フェライト粒径が3μm程度以下の超細粒鋼において、硬質相形成のための二相域熱処理を適正化すれば、韌性と一様伸びとをともに高めることが可能であることを詳細な実験により知見した。

【0034】すなわち本発明においては、二相域熱処理前の鋼の組織要件を、平均フェライト粒径が1~3μmで、組織に占めるフェライト以外の第二相の割合が50%以下に限定する。つまり、平均フェライト粒径の下限を1μmとしたのは、フェライト粒径が1μm未満の超細粒であると熱的に極めて不安定となり、後述の二相域熱処理を施した際に異常な粒成長を生じる場合があり、その結果韌性が顕著に劣化する場合があるためである。一方、平均フェライト粒径が3μm超であれば、本発明の化学組成を有する鋼においては、このような粒成長が生じることはなく、安定的に韌性確保が図られる。

【0035】また、平均フェライト粒径が3μm以下の超細粒組織であれば、二相域熱処理時に形成される硬質第二相も微細となり、韌性劣化がほとんど生じない。しかし、平均フェライト粒径が3μm超では、このような効果は期待できず、韌性に好ましくない硬質第二相が粗大に分散する可能性があり、韌性劣化を確実に防ぐことは困難となる。

【0036】本発明においては、組織要件として、さら

に組織に占めるフェライト以外の第二相の割合を50%以下に限定する。これは、フェライト以外の第二相の割合が50%超であると、二相域熱処理によって形成される第二相が粗大になり、超細粒組織による韌性向上効果が有効でなくなるためである。フェライト以外の第二相の割合が50%以下であれば、鋼の韌性は主として超細粒フェライトの影響を受けるため、硬質第二相のサイズ分散状態によらずに良好な韌性を確保することが可能となる。

【0037】なお、本発明においては超細粒組織の形成手段については問わないが、その具体的手段は、本発明者らによるものを含めて種々提案されている。例えば特開平7-126797号公報や特開平8-295982号公報に開示されている方法によれば、本発明の組織要件を満足する鋼を製造することが可能である。

【0038】以上が、本発明における化学組成及び二相域熱処理前の鋼が具備すべき組織要件の限定理由である。次に、高一様伸び特性を達成するために必要な、軟質相と硬質相との適正な二相混合組織を形成させるための製造条件に関する要件を示す。

【0039】本発明においては、適正な化学組成を有し、平均フェライト粒径が1~3μmで、組織に占めるフェライト以外の第二相の割合が50%以下の超細粒フェライト組織を有する鋼に対して、加熱温度が（Ac1変態点+10℃）～（Ac1変態点+100℃）、保持時間が5時間以下で、かつ加熱温度から200℃までの平均冷却速度が0.1~100℃/sの二相域熱処理を施すことにより、軟質相と硬質相との適正な二相混合組織を形成させて、韌性と延性とを両立させる。

【0040】加熱温度の下限を（Ac1変態点+10℃）とするのは、強度確保のためには硬質相を十分な量形成させる必要があるが、そのためには加熱段階でオーステナイトを十分確保する必要があるため、可能な保持時間の範囲で十分なオーステナイト量を確保するために、Ac1変態点よりも10℃高い加熱温度とする。加熱温度が高いほど硬質相は増加するが、軟質相の割合が減少すると、延性特性は劣化し、かつ加熱前に有していた超細粒組織が粒成長により減少、解消する恐れがあるため、一様伸びと強度がバランスして、かつ超細粒組織が保持されて韌性が劣化しない加熱温度として、詳細な実験に基づき、（Ac1変態点+100℃）を上限として限定する。

【0041】上記理由に基づいて、超細粒組織に付与する熱処理の加熱温度は（Ac1変態点+10℃）～（Ac1変態点+100℃）とする必要があるが、その加熱保持時間は、熱処理中の超細粒組織の粗大化を最小限に止めるために、本発明では5時間以下に限定する。保持時間が5時間超であると、超細粒組織が静的再結晶・粒成長し、その結果フェライト粒が顕著に粗大化して、韌性劣化を惹起する恐れがあるため、好ましくない。保持

時間が5時間以下であれば、若干の粒成長は生じる可能性はあるものの、韌性の劣化量は許容できる程度に抑制できる。なお、熱処理前の鋼の超細粒組織を保持して、韌性劣化を完全に抑制することを目的とする場合は、さらに加熱温度の上限を(Ac1 変態点+50℃)、保持時間を1時間以下に限定することが好ましい。

【0042】本発明においては、加熱・保持後の冷却は、加熱温度から200℃までの平均冷却速度で0.1~100℃/sに限定する。該冷却速度の加減を限定するのは、加熱段階で形成されたオーステナイトを確実にベイナイトあるいはマルテンサイト、あるいは両相の混合組織に変態させるためである。加熱温度から200℃までの平均冷却速度で、0.1℃/s以上であれば、本発明の化学組成範囲であれば所望の硬質相を形成できる。冷却速度が0.1℃/s未満であると、化学組成によっては、ベイナイト相が形成されず、セメンタイトの粗大なパーライト相あるいは疑似パーライト相に変態する恐れがあり、延性の向上が望めない上、韌性も劣化する傾向がある。

【0043】硬質相形成の観点からは、冷却速度は大きいほど好ましいが、実用的には100℃/s以下で十分であり、それ以上冷却速度を大きくしても、材質向上に対する効果が飽和する一方で、鋼の形状悪化、残留応力の増加の懸念が生じるため、本発明においては熱処理における冷却速度の上限を100℃/sとする。

【0044】熱処理後の冷却速度の制御は200℃まで行えば問題ない。すなわち、硬質相であるベイナイトあるいはマルテンサイトへの変態は200℃までにほぼ100%完了しており、200℃以降の冷却条件によって最終的な材質は影響をほとんど受けないためである。ただし、極めて冷却速度が遅いと炭化物が粒内に析出して延性を劣化させる恐れがあるため、200℃以下の冷却速度は0.01℃/s以上になるように留意すべきである。

【0045】さらに本発明においては、必要に応じて、該二相域熱処理において300℃から加熱温度に至るまでの昇温速度を1~100℃/sに限定する。通常の熱処理では、鋼を熱処理炉に挿入してから昇温を開始するか、あるいは加熱温度近傍に設定した熱処理炉に挿入する炉加熱法が一般的であるが、これらの方法では、厚板のように鋼のサイズが大きい場合には、昇温速度はせいぜい10~20℃/s程度であるが、高周波加熱や通電加熱あるいは、加熱温度よりも高温に設定した炉に挿入した後、炉温を鋼の温度に応じて調整する等の方法によって、昇温速度が1~100℃/sの急速加熱を行うと、昇温中のオーステナイト相の生成サイトが増加するため、通常の炉加熱法では達成できない硬質相の微細分散が達成され、かつ素材組織の変化を極力抑制できるようになる。

【0046】すなわち、本発明のように、素材の超細粒

組織を極力変化させないことが好ましい場合においては、特に二相域熱処理における急速加熱は、二相域熱処理で不可避な韌性劣化を極限的に抑制するためには非常に有効である。昇温速度は1℃/s以上であれば、硬質相の微細分散とその結果としての韌性劣化抑制効果は安定して享受される。

【0047】昇温速度は大きいほど好ましいが、100℃/sを超えるような急速加熱は、現状で得られる熱処理設備の能力からは現実的でなく、かつ達成できたととしても組織微細化効果は飽和する傾向にあることと、鋼の温度分布の均一性確保が難しくなるため、本発明では昇温速度の上限を100℃/sとする。なお、昇温速度の制御を300℃以上からと設定したのは、300℃未満の範囲では、昇温速度によらず、変態点以下で組織形成に影響するCや転位の移動の程度が300℃以上の高温域に比べて無視できるほど小さいためである。

【0048】またさらに、本発明においては鋼の残留応力除去、強度調整の目的で、加熱温度が250~600℃の焼戻しを施すことができる。焼戻しの加熱温度が250℃未満であると焼戻し効果が十分でなく、一方600℃超であると硬質相の強度が低下するため、強度・一様伸びバランスが劣化するため好ましくない。なお、焼戻しの保持時間や冷却条件については、材質への影響は加熱温度に比べて非常に小さく、現実的な条件範囲では特に規定する必要はないが、組織の粗大化抑制のために、保持時間は48h以下、またセメンタイトの粒内析出による延性劣化を防ぐために、冷却速度は0.01℃/s以上がより好ましい。

【0049】

【実施例】以下に、本発明の実施例を説明する。表1に示す化学組成を有する鋼片を用いて、表2に示す方法により鋼板を製造した。なお表1、2中には、化学組成あるいは鋼組織が本発明を満足していない比較例も合わせて示す。表2に示す鋼板にさらに熱処理を施した後、機械的性質を調査した。その際の熱処理条件と機械的性質を表3に示す。また表3には、本発明を満足していない比較例の熱処理条件と機械的性質も併せて示した。

【0050】機械的性質としては、引張特性及び2mm Vノッチシャルピー衝撃特性を調査した。機械的性質は圧延方向に直角に板厚中心部より試験片を採取して行った。引張試験片は平行部が6mmφ×24mmの丸棒試験片、シャルピー試験片は試験片厚さ10mmの標準試験片とした。引張試験は室温で実施し、シャルピー試験は種々温度で試験を実施し、破面遷移温度(vTrs)を求めた。

【0051】表3のうち、試験番号A1-1~A10-2の鋼板は、本発明の要件を全て満足しているものであり、二相域熱処理を施しているにも関わらず、超細粒組織をほぼ保持しているため、vTrsは全て-119℃以下と極めて良好で、一様伸びも、引張強度が約500

MPa級ではほぼ17.9%以上、約800MPa級でも13.6%以上と、非常に高い値を有しており、本発明によって極めて高いレベルの高靱性（ $\sigma T r s$ ）と高延性（引張特性）とが両立した鋼の製造が可能であることが明白である。また表3から、本発明のうちでも二相域熱処理に際して昇温速度を大きくした方が、靱性がさらに良好となっていることが確認された。

【0052】一方、表3のうち、試験番号B1-1～B6-4は本発明の要件のうちのいずれかを満足していないものであり、以下に示す理由により、本発明により製造された試験番号A1-1～A10-2鋼板に比べて明らかに機械的性質が劣っている。すなわち、試験番号B1-1は、鋼板が通常の熱間圧延により製造されているため、二相域熱処理前のフェライト粒径が本発明を満足しておらず、二相域熱処理によって靱性が大きく劣化している。

【0053】試験番号B2-1も、熱間圧延条件が適正でないため、二相域熱処理前のフェライト粒径、第二相分率が本発明を満足しておらず、二相域熱処理後の靱性が劣る。試験番号B3-1、B4-1、B5-1は化学組成が本発明を満足していない例であり、B3-1はC量が過大であるため、一様伸び、靱性ともに本発明よりも顕著に劣っており、B4-1はMn量が過大であるため、靱性が十分でない。また試験番号B5-1は、二相域熱処理の際に超細粒組織の成長を抑制するために必須のTi、V、Nbのいずれもが含有されていないため、二相域熱処理時に超細粒組織が粗大化し、その結果靱性*

*が本発明にくらべて劣っている。

【0054】試験番号B6-1、B6-2は化学組成、熱処理前の組織要件は本発明を満足しているものの、軟質相と硬質相を適正に分布させるための熱処理条件が本発明を満足していないために、各々靱性、一様伸びが劣る例である。すなわち試験番号B6-1は、二相域熱処理温度が高すぎるため、超細粒組織がほぼ解消されてフェライト粒径が粗大化しており、同一組成の本発明鋼に比べて強度、靱性とも劣っている。また試験番号B6-2は、二相域熱処理に相当する熱処理において、加熱温度が A_{c1} 変態点に達していないため硬質相が形成されず、強度は低めであり、かつ一様伸びが二相域熱処理材に比べて大幅に劣る。

【0055】試験番号B6-3は、二相域熱処理の保持時間が過大なため、本発明の化学組成であっても、超細粒フェライトの粒成長が生じてしまうため、靱性の劣化が著しい。一方試験番号B6-4は、二相域熱処理における冷却が本発明をはずれて極端に徐冷となっているため、一様伸び向上に必須の硬質第二相が形成されず、粗大なパーライト相となっており、そのため一様伸びが本発明に比べて大きく劣る。合わせて引張強度の劣化も生じており好ましくない。以上の実施例から、本発明によれば、2mmVノッチシャルピー衝撃特性と一様伸びとが共に優れた、高靱性・高延性鋼の製造が可能であることが明白である。

【0056】

【表1】

区分	鋼片番号	化学成分 (mass%)																	
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Nb	Ta	V	Ti	Zr	B
本発明例	1	0.16	0.31	1.02	0.010	0.003	0.031	0.0039	-	-	-	-	-	-	-	-	0.008	-	-
	2	0.12	0.26	1.44	0.009	0.002	0.038	0.0028	-	-	-	-	-	-	-	0.095	-	-	-
	3	0.10	0.25	1.52	0.010	0.003	0.018	0.0028	-	-	-	-	-	-	-	0.008	-	-	-
	4	0.08	0.18	1.48	0.008	0.001	0.030	0.0033	0.25	0.24	-	-	-	-	-	0.012	0.011	-	-
	5	0.06	0.31	1.54	0.010	0.002	0.047	0.0040	0.51	0.53	-	-	-	-	-	0.015	-	0.0009	-
	6	0.06	0.27	0.97	0.006	0.001	0.058	0.0031	0.25	-	0.55	0.41	-	-	-	0.077	-	0.0011	0.0011
	7	0.16	0.27	0.96	0.009	0.002	0.056	0.0040	0.24	0.55	0.51	0.46	-	0.009	-	0.040	-	0.0010	-
	8	0.09	0.16	0.75	0.006	0.003	0.075	0.0036	0.28	2.88	0.75	0.51	-	0.015	-	0.009	-	0.0011	-
	9	0.02	0.27	1.73	0.006	0.001	0.044	0.0027	0.26	0.58	0.28	0.21	0.21	-	0.102	-	0.010	0.008	0.0015
	10	0.06	0.09	0.87	0.008	0.001	0.015	0.0028	0.21	0.20	0.25	0.19	0.13	0.008	0.047	0.075	0.006	0.005	0.006
比較例	11	0.31	0.33	0.66	0.012	0.003	0.026	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	0.046	-	-	-
	12	0.10	0.42	3.11	0.009	0.003	0.034	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	0.005	-	-	-
	13	0.16	0.26	1.46	0.012	0.003	0.035	0.0033	-	-	-	-	-	-	-	-	0.011	-	-

【0057】

※ ※ 【表2】

区分	鋼板番号	鋼片番号	スラブ厚 (mm)	スラブ加熱温度 (°C)	熱間圧延条件		仕上げ圧延前フェライト状態		仕上げ圧延条件		仕上げ板厚 (mm)	加熱冷却有無	圧延終了後冷却速度 (°C/s)	加熱冷却停止温度 (°C)	焼成温度 (°C)	平均フェライト粒径 (μm)	第二相割合 (%)
					圧延終了温度 (°C)	圧下率 (%)	平均粒径 (μm)	開始時フェライト分率 (%)	圧延開始温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	圧下率 (%)						
本発明例	A1	1	150	1050	850	50	12	65	715	700	13	無	0.8	-	-	2.5	15
	A2	2	150	1050	830	50	13	65	725	695	13	無	0.8	-	-	2.8	12
	A3	3	150	1050	840	50	11	70	725	705	84	12	無	3	-	2.4	10
	A4	4	150	1100	850	50	14	80	730	715	73	20	有	25	50	570	2.2
	A5	5	200	1100	815	60	13	65	728	720	75	20	有	25	50	570	2.6
	A6	6	120	1100	855	58	12	80	695	690	70	15	有	30	50	570	2.5
	A7	7	120	1100	815	58	12	50	690	680	70	15	有	30	500	-	2.0
	A8	8	150	1000	780	50	12	75	715	680	73	20	有	25	520	-	2.4
	A9	9	150	1000	800	50	15	65	695	700	33	60	有	10	450	570	2.7
	A10	10	150	1000	805	60	14	50	680	670	33	50	有	10	475	570	2.7
比較例	B1(注1)	4	150	1150	980	50	-	0	900	850	73	20	無	0.8	-	-	13.3
	B2	7	120	1150	970	38	15	15	800	760	73	20	有	25	50	580	4.2
	B3	11	200	1100	840	75	12	60	720	700	80	20	有	25	480	-	2.7
	B4	12	200	1100	860	75	11	50	630	640	60	20	有	25	550	-	2.6
	B5	13	200	1100	810	75	15	60	720	700	60	20	有	25	-	650	2.9

注1)普通熱間圧延

【0058】

★ ★ 【表3】

区分	試験番号	鋼板番号	鋼片番号	二相域熱処理条件					加熱変態点(注4)		焼戻し条件(注5)		降伏応力(MPa)	引張強度(MPa)	降伏比(%)	一様伸び(%)	破断伸び(%)	vtrs(°C)
				熱処理方法(注1)	昇温速度(°C/s)(注2)	加熱温度(°C)	保持時間(h)	冷却速度(°C/s)(注3)	AC1(°C)	AC3(°C)	加熱温度(°C)	保持時間(分)						
本発明	A1-1	A1	1	炉加熱	0.15	800	0.5	25	745	860	-	-	363	522	69.5	18.0	33.6	-128
	A1-2	A1	1	急速加熱	5	800	0	25	760	865	-	-	386	535	72.1	17.9	34.0	-140
	A2-1	A2	2	炉加熱	0.15	750	1	25	735	870	-	-	388	536	72.4	18.3	35.2	-135
	A3-1	A3	3	炉加熱	0.2	800	0.5	25	740	875	-	-	365	519	70.3	18.5	35.4	-127
	A4-1	A4	4	炉加熱	0.15	750	0.5	1	725	870	-	-	382	530	72.1	18.6	35.7	-133
	A4-2	A4	4	急速加熱	5	800	0	1	735	870	-	-	397	533	74.5	18.2	35.5	-145
	A5-1	A5	5	炉加熱	0.15	750	0.17	25	720	870	530	10	446	557	80.1	17.9	34.2	-138
	A6-1	A6	6	炉加熱	0.15	800	0.5	25	755	900	570	10	585	714	81.9	15.0	28.6	-119
	A7-1	A7	7	炉加熱	0.15	800	1	25	750	880	570	10	654	778	84.1	14.2	25.9	-123
	A8-1	A8	8	炉加熱	0.15	750	0.5	1	705	830	-	-	571	814	70.1	13.8	25.0	-154
比較例	A9-1	A9	9	炉加熱	0.1	750	0.5	1	725	890	-	-	499	705	70.8	15.0	30.7	-148
	A10-1	A10	10	炉加熱	0.1	775	0.5	10	740	895	600	30	495	612	80.9	16.7	29.8	-135
	A10-2	A10	10	急速加熱	0.1	775	0.05	10	750	900	600	30	508	625	81.3	16.8	30.4	-142
	B1-1	B1	4	炉加熱	0.15	800	0.5	1	725	870	-	-	356	498	71.5	17.5	34.9	18
較例	B2-1	B2	7	炉加熱	0.15	800	0.5	25	750	880	570	10	518	738	70.4	11.9	22.8	8
	B3-1	B3	11	炉加熱	0.15	800	0.5	1	740	810	-	-	437	624	70.0	9.5	19.7	24
	B4-1	B4	12	炉加熱	0.15	800	0.5	1	725	850	-	-	442	637	69.4	13.7	25.5	-12
	B5-1	B5	13	炉加熱	0.15	800	0.5	1	730	850	-	-	353	517	68.3	17.4	35.9	-24
	B6-1	A4	4	炉加熱	0.2	850	1	1	725	870	-	-	325	462	70.3	18.0	31.6	-4
	B6-2	A4	4	炉加熱	0.15	700	1	1	725	870	-	-	462	543	85.1	9.6	34.7	-150
	B6-3	A4	4	炉加熱	0.15	750	10	1	725	870	-	-	368	526	70.0	17.4	34.2	-38
	B6-4	A4	4	炉加熱	0.15	750	0.5	0.08	725	870	-	-	377	501	75.2	11.4	36.0	-121

注1)炉加熱:加熱速度に設定した炉に投入、急速加熱、急速冷却、炉内冷却、炉内焼戻し。

注1)炉加熱:加熱温度に設定した炉に挿入、急速加熱:高周波誘導加熱により加熱

注2)300°Cから加熱温度までの平均昇温速度

注3)加熱温度から200°Cまでの平均冷却速度

注4)実際の熱処理時における昇温速度での実測値

注5)冷却は放冷

【0059】

【発明の効果】本発明により、溶接構造用鋼としての十分な強度を有し、かつ一様伸び等の延性特性に優れると共に低温韌性にも優れた、安全性の高い高韌性・高延性*

20* 高張力鋼が高価な合金元素の多量添加に頼ることなく、安価に製造可能となり、産業上の効果は極めて顕著である。

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention has sufficient intensity as steel for welded structure, and is excellent in the ductility characteristics, such as uniform elongation, and it relates to the manufacturing method of high toughness and high ductility high tensile steel excellent also in low temperature toughness. Although the steel manufactured by this method can be used for a general welded steel structure, such as the offshore structure, a pressure vessel, shipbuilding, a bridge, a building, and a line pipe, for example, it is useful as steel materials for structures, such as construction which needs especially earthquake resistance from high ductility and high toughness being compatible, and a bridge. Although not asked especially as a gestalt of steel materials, it is useful at the steel plate in which it is used as a structural member and low-temperature toughness is demanded especially a thick plate, steel tube stock, or section steel.

[0002]

[Description of the Prior Art] It is known that it is effective in improvement in the ductility characteristic, especially uniform elongation to make the ferrite (alpha) of a soft phase distribute optimum dose of hard phases of martensite equality. Although the manufacturing method of the two phase steel which consists of this elasticity alpha and hard phase is variously proposed from the former, So that it may be represented by the method (henceforth QLT processing) of performing intermediate heat treatment which is annealed with hardening and heated to a ferrite (alpha) + austenite (gamma) two phase region between heat treatments, It aims at making the mixed organization of alpha as a soft phase, the bainite as a hard phase, martensite, or a bi-phase intermingled fundamentally.

[0003] And the whole intensity level and a yield ratio, and the ductility characteristic have been controlled by changing the mixture ratio of these phases. The manufacturing method for obtaining the mixed organization of this soft phase and a hard phase is

variously proposed from the former, for example, to JP,53-23817,A. Ac1 after carrying out reheating hardening of the steel plate A transformation point and Ac3 Hardening ***** is indicated, after reheating between transformation points, considering it as the two phase of gamma and alpha, showing the method of carrying out air cooling and reheating to a two phase region similarly at JP,4-314824,A. Ar3 after hot-rolling, for example from gamma region to a two phase region to JP,63-286517,A as a method of manufacturing on-line, without performing a reheating process The method of carrying out air cooling to a temperature lower 20-100 ** than a transformation point, making generate alpha phase, and quenching after that is indicated.

[0004] After carrying out reheating hardening, it is Ac1 further. A transformation point and Ac3 After reheating between transformation points and considering it as the two phase of gamma and alpha, structure control is comparatively easy for the QLT processing which includes air cooling or the two-phase region heat treatment to water-cool, but. As [two-phase-region-heat-treatment], since toughness deteriorates extremely, it becomes indispensable to perform tempering treatment at less than an Ac1 transformation point further. For this reason, QLT processing has a complicated process and the fall of productivity has a large problem. Ac1 If tempering treatment is performed in less than a transformation point, the high uniform elongation obtained with two-phase region heat treatment for precipitation strengthening in the strength reduction and alpha host phase of a hard phase will deteriorate rather.

[0005]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] Depending on the Prior art, it was difficult to perform two-phase region heat treatment and to reconcile Koichi Mr. elongation and toughness in the steel which improves the ductility characteristic represented by uniform elongation. Then, this invention makes it a technical problem to provide the method of manufacturing the high tensile steel which has the conventional two-phase-region-heat-treatment material and the uniform elongation more than equivalent, and has still better toughness.

[0006]

[Means for Solving the Problem] Although a thing with toughness reservation difficult in steel which performed two-phase region heat treatment is because the toughness of a hard phase is generally inferior, for uniform elongation reservation, existence of a hard phase is inescapable. Then, this invention persons examined how to secure toughness as the whole two phase structure, by improving the toughness of a ferrite which is a soft phase. After specifically controlling degradation of toughness as much as possible because a ferrite grain size rationalizes chemical composition and two-phase-region-heat-treatment conditions, using super-fine grained steel of about 3 micrometers or less as a raw material before two-phase region heat treatment, proper chemical composition for raising uniform elongation and a heat treatment condition were examined.

[0007] Since it becomes unstable more nearly thermally [as minuteness making of the crystal grain diameter is carried out] and becomes easy for an organization to make a super-fine grain organization big and rough by heat treatment etc., it is not easy to

perform two-phase region heat treatment to a super-fine grain organization, and to make a hard phase form in a super-fine grain organization. . This invention persons can set to super-fine grained steel manufactured in a ferrite region - a two phase region using recrystallization of a ferrite by applying large rolling of a cumulative draft. In order to examine a two-phase-region-heat-treatment method compatible in high toughness and Koichi Mr. elongation and to control big and rough-ization of a super-fine grain organization, naturally two-phase-region-heat-treatment conditions were devised, but it found out that it needed to be satisfied also with a super-fine grain organization before performing two-phase region heat treatment of fixed requirements further, and resulted in this invention.

[0008] The place made into a gist of this invention is as follows.

(1) At mass %, it is C. : 0.01 to 0.2%, Si : [0.01 to 1%,] Mn: 0.1-2%, aluminum : 0.001 to 0.1% and N:0.001 to 0.01% are contained, And Ti: 0.003 to 0.1%, V : 0.005 to 0.5%, Nb : Contain 0.003 to 0.1% of one kind, and two sorts or more, and further as an impurity, P : 0.02% or less, S : Contain 0.01% or less, the remainder consists of iron and an inevitable impurity, and an average ferrite grain size at 1-3 micrometers. In cooking temperature, to steel in which a rate of the second phase other than a ferrite occupied in an organization has 50% or less of super-fine grain ferrite, - (Ac1 +10 ** of transformation points) (Ac1 +100 ** of transformation points) and retention time in 5 or less hours. And a manufacturing method of high toughness and high ductility high tensile steel performing two-phase region heat treatment whose average cooling rate from cooking temperature to 200 ** is 0.1-100 **/s.

[0009] (2) A manufacturing method of high toughness and high ductility high tensile steel given in the above (1), wherein a heating rate of a to [face performing two-phase region heat treatment, and / from 300 ** / cooking temperature] is 1-100 **/s.

(3) A manufacturing method of high toughness and high ductility high tensile steel the above (1) giving annealing whose cooking temperature is 250-600 ** further after two-phase region heat treatment, or given in (2).

As a steel composition, by mass %, further (4) nickel:0.1-5%, Cu:0.1-1.5%, Cr: 0.01-2%, Mo: 0.01 to 2%, W : 0.01 to 2%, Zr: 0.003-0.1%, Ta: 0.005 to 0.2%, B : Manufacturing method of high toughness and high ductility high tensile steel given in any 1 paragraph of aforementioned (1) - (3) containing 0.0002 to 0.005% of one sort, or two sorts or more.

As a steel composition, by mass %, further (5) Mg:0.0005-0.01%, Ca: 0.0005 to 0.01%, Y : Manufacturing method of high toughness and high ductility high tensile steel given in any 1 paragraph of aforementioned (1) - (4) containing two of one sort or 0.005 to 0.1% of sorts or more.

[0010]

[Embodiment of the Invention] An embodiment of the invention is described in detail below. Performing suitable heat treatment for the super-fine grained steel which organized and rationalized chemical composition, and controlling big and rough-ization of a super-fine grain organization, this invention is distributing the hard second phase appropriately, and makes it requirements to reconcile high toughness and Koichi Mr.

elongation. Then, the reason for limitation of the method of distributing the hard second phase appropriately is explained, describing the chemical composition, the reason for limitation, and operation of the super-fine grain organization before heat treatment first, and controlling big and rough-ization of a super-fine grain organization subsequently.

[0011] By adding C as an effective ingredient which raises the intensity of steel, at less than 0.01%, reservation of intensity required for structural steel was difficult, and since an increase and embrittlement of a hard phase were caused and toughness and uniform elongation deteriorated, superfluous addition to which it exceeds 0.2% was taken as 0.01 to 0.2% of range.

[0012] Si is an element effective in intensity reservation of a base material as a deoxidizing element. Deoxidation becomes insufficient in less than 0.01% of addition, and it is disadvantageous for intensity reservation. Conversely, the superfluous addition exceeding 1% forms a big and rough oxide, and causes ductility and toughness degradation. Then, the range of Si was made into 0.01 to 1%.

[0013] Mn is an element required for reservation of the intensity of a base material, and toughness, and it is necessary to add it 0.1% or more at worst. However, in order that the superfluous addition exceeding 2% might produce toughness degradation by a hard phase like superfluous C content and might degrade the toughness of a weld zone, crack nature, etc., it made the maximum 2%.

[0014] aluminum is an element effective in deoxidation, the organization minuteness making through grain refining of austenite particle diameter, etc., in order to demonstrate an effect, it is necessary to contain 0.001% or more but, and. If it adds superfluously exceeding 0.1%, in order to form a big and rough oxide and to degrade ductility extremely, it is necessary to limit to 0.001% - 0.1% of range.

[0015] In order for the effect to become clear, it is necessary to make N contain 0.001% or more, although it is connected with aluminum or Ti and works effective in austenite grain minuteness making. On the other hand, if it adds superfluously, the dissolution N will increase and it will lead to degradation of the increase in a yield ratio, or the toughness of a base material and a heat affected zone. A maximum is made into 0.01% as a range permissible from a viewpoint of toughness reservation.

[0016] It becomes indispensable requirements to add properly one sort of Ti, V, and Nb or two sorts or more in this invention. That is, in order to face performing two-phase region heat treatment to an unstable super-fine grain organization thermally and to control stably big and rough-ization of a super-fine grain organization, a front [heat treatment] organization and just limitation of two-phase-region-heat-treatment conditions are insufficient, and it is necessary to distribute carbon nitride minutely and to demonstrate the pinning effect over grain growth. Therefore, one sort of Ti effective in detailed carbon nitride formation, V, and Nb or two sorts or more are added properly. In this invention, the addition of each element is respectively limited for the reason for the

following.

[0017] Although Ti is an element effective also in austenite grain minuteness making by formation of the carbon nitride, in this invention, it is effective in the grain growth control at the time of the two-phase region heat treatment of a super-fine grain organization. In order to form carbon nitride and to be able to demonstrate an effect, 0.003% or more needs to be added. A maximum is made into 0.1%, in order to form a big and rough oxide or carbon nitride and to degrade toughness and ductility, if it exceeds 0.1% on the other hand.

[0018] V also has the same effect as Ti in this invention. In order to carry out fine dispersion of the carbon nitride and to be able to demonstrate an effect, 0.005% or more needs to be added. If it exceeds 0.5% on the other hand, in order to form big and rough carbon nitride and to degrade toughness and ductility, in this invention, the content of V is limited to 0.005 to 0.5% of range.

[0019] Nb also has the same effect as Ti or V in this invention. In order to carry out fine dispersion of the carbon nitride and to be able to demonstrate an effect, 0.003% or more needs to be added. If it exceeds 0.1% on the other hand, in order for deposit embrittlement to become remarkable, and to form big and rough carbon nitride and to degrade toughness and ductility further, in this invention, the content of Nb is limited to 0.003 to 0.1% of range.

[0020] P and S are impurity elements and decreasing as much as possible is preferred. The tendency of P to degrade toughness was remarkable and it made the maximum 0.02% as a quantity permissible from a point of toughness reservation.

[0021] S is an element [in especially the steel plate that especially needs to form MnS, and for a degradation **** reason needs to secure as the target ductility / this invention / value / ductility] to be decreased. However, the maximum of the content is made into 0.01% as a maximum which can permit ductile degradation practical.

[0022] Although the above is a fundamental component of this invention steel, according to a desired intensity level, one sort of nickel, Cu, Cr, Mo, W, Zr, Ta, and B or two sorts or more can be contained for the purpose of a rise of base material intensity if needed. The reason for limitation of those ingredients is explained below.

[0023] nickel can improve the intensity and toughness of a base material simultaneously, and in order to demonstrate an effect, it is necessary to make it contain 0.1% or more, although it is a very effective element. If content increases, intensity and toughness will improve, but since an effect is saturated even if it adds exceeding 5%, economical efficiency is also taken into consideration and a maximum is made into 5%.

[0024] in order for Cu to also have the almost same effect as nickel and to demonstrate the effect, it adds 0.1% or more, but in more than 1.5% of addition, since a problem is

produced to hot-working nature, it limits to 0.1 to 1.5% of range.

[0025] Although it is an element effective in the improving strength of a base material, Cr is required 0.01% or more, in order to produce a clear effect, and since it has the tendency for toughness to deteriorate when it adds exceeding 2% on the other hand, it is taken as 0.01 to 2% of range.

[0026] Although Mo is also an element effective in the improving strength of a base material, in order to produce a clear effect, it is required 0.01% or more, and since it has the tendency for toughness to deteriorate when it adds exceeding 2% on the other hand, it is considered as 0.01 to 2% of range.

[0027] Although W as well as Mo is an element effective in the improving strength of a base material, in order to produce a clear effect, it is required 0.01% or more, and since it has the tendency for toughness to deteriorate when it adds exceeding 2% on the other hand, it is considered as 0.01 to 2% of range.

[0028] Although Zr is an element which demonstrates an effect to precipitation strengthening or grain refining, in order to demonstrate an effect, 0.003 or more addition is required. On the other hand, in more than 0.1% of superfluous addition, since degradation of the toughness by big-and-rough-izing of a sludge is produced, it limits to 0.003% - 0.1% of range.

[0029] although Ta is effective in precipitation strengthening or grain refining similarly, in order to demonstrate an effect, it is required 0.005% or more, and since toughness degradation is produced conversely, the range is made into 0.005% - 0.2% at more than 0.2%.

[0030] Although the hardenability of steel materials is improved very much by minute amount addition and it is dramatically effective in an intensity rise, if it adds superfluously, BN will be formed, and B makes a maximum 0.005%, in order [0.0002% or more of] to drop hardenability conversely or to degrade toughness greatly.

[0031] One sort of Mg, Ca, and Y or two sorts or more can be contained for the purpose of raising ductility and the toughness (HAZ toughness) of a weld zone stably in this invention. All improve the ductility characteristic by the fine dispersion of an oxide and a sulfide, and minuteness making of the organization of a heat affected zone (HAZ) is carried out, and HAZ toughness is made to improve. In order to demonstrate the effect, Mg and Ca need to make Y contain 0.005% or more 0.0005% or more, respectively. On the other hand, if it adds superfluously, an oxide and a sulfide will become big and rough, and in order that itself may become a starting point of a brittle fracture and may degrade HAZ toughness conversely, as for Mg and Ca, Y limits a maximum to 0.1% 0.01%, respectively.

[0032] The above is a reason for limitation about the chemical composition of this invention. Next, the reason for limitation for a super-fine grain organization which steel

before heat-treating for the improvement in the ductility characteristic should have is explained. Although it needed to be considered as the two phase structure of the ferrite of a soft phase, and a hard phase for the improvement in the ductility characteristic of uniform elongation etc., since it was not desirable to toughness, the hard phase was difficult to reconcile toughness and ductility in this two phase steel conventionally.

[0033] Then, this invention persons are carrying out minuteness making of the organization of the ferrite which is a soft phase as much as possible, and examined how to offset toughness degradation by a hard phase. As a result, when the ferrite grain size rationalized the two-phase region heat treatment for hard phase formation in super-fine grained steel of about 3 micrometers or less, the knowledge of it being possible to raise both toughness and uniform elongation was carried out by detailed experiment.

[0034] That is, in this invention, the rate of the second phase other than the ferrite which an average ferrite grain size is 1-3 micrometers, and occupies in an organization limits the requirements for an organization of steel before two-phase region heat treatment to 50% or less. That is, the minimum of the average ferrite grain size was 1 micrometer because unusual grain growth may be produced and toughness may deteriorate notably as a result, when a ferrite grain size becomes thermal very unstable with it being a super-fine grain below 1 micrometer and performs the below-mentioned two-phase region heat treatment. On the other hand, if an average ferrite grain size is more than 3 micrometers, in the steel which has the chemical composition of this invention, such grain growth will not arise and toughness reservation will be achieved stably.

[0035] If an average ferrite grain size is a super-fine grain organization of 3 micrometers or less, the hard second phase formed at the time of two-phase region heat treatment will also become detailed, and toughness degradation will hardly produce it. However, an average ferrite grain size cannot expect such an effect at more than 3 micrometers, but the hard second phase which is not preferred may distribute big and rough to toughness, and it becomes difficult to prevent toughness degradation certainly.

[0036] In this invention, the rate of the second phase other than the ferrite further occupied in an organization is limited to 50% or less as requirements for an organization. The second phase formed by two-phase region heat treatment as the percentage of the second phase other than a ferrite is more than 50% becomes big and rough, and this is because the toughness improved effect by a super-fine grain organization becomes less effective. If the percentage of the second phase other than a ferrite is 50% or less, since the toughness of steel is influenced mainly by a super-fine grain ferrite, it will become possible to secure toughness good for not being based on the size dispersion state of the hard second phase.

[0037] Although it does not ask about the means forming of a super-fine grain organization in this invention, the concrete means is variously proposed including what is depended on this invention persons. For example, according to the method currently

indicated by JP,7-126797,A and JP,8-295982,A, it is possible to manufacture steel with which it is satisfied of the requirements for an organization of this invention.

[0038] The above is the reason for limitation of the requirements for an organization steel before the chemical composition in this invention and two-phase region heat treatment should possess. Next, the requirements about the manufacturing conditions for making the proper microduplex structure of a soft phase and a hard phase required in order to attain a Koichi Mr. extension characteristic form are shown.

[0039] In this invention, it has proper chemical composition, and an average ferrite grain size is 1-3 micrometers, In cooking temperature, - ($Ac1 + 10^{\circ}$ of transformation points) ($Ac1 + 100^{\circ}$ of transformation points) and retention time to the steel in which the rate of the second phase other than the ferrite occupied in an organization has 50% or less of super-fine grain ferrite in 5 or less hours. And by performing two-phase region heat treatment whose average cooling rate from cooking temperature to 200° is $0.1 - 100^{\circ}/s$, the proper microduplex structure of a soft phase and a hard phase is made to form, and toughness and ductility are reconciled.

[0040] it is enough for intensity reservation to make the minimum of cooking temperature into ($+10^{\circ}$ of $Ac1$ transformation points) in a hard phase, although it is necessary to carry out quantity formation, It is $Ac1$ in order to secure amount of austenites sufficient in the range of possible retention time since it is necessary to secure austenite enough by a heating stage for that purpose. It is considered as cooking temperature higher 10° than a transformation point. A hard phase increases so that cooking temperature is high, but. Since the ductility characteristic has a possibility that the super-fine grain organization which deteriorated and had before heating may decrease in number and cancel with grain growth when the rate of a soft phase decreases, Based on a detailed experiment, ($+100^{\circ}$ of $Ac1$ transformation points) are limited as a maximum as cooking temperature in which intensity balances with uniform elongation, and a super-fine grain organization is held, and toughness does not deteriorate.

[0041] Although it is necessary to make into - ($Ac1 + 10^{\circ}$ of transformation points) ($Ac1 + 100^{\circ}$ of transformation points) cooking temperature of heat treatment given to a super-fine grain organization based on the reason for the above, the heating retention time is limited in 5 or less hours by this invention, in order to stop big and rough-ization of the super-fine grain organization under heat treatment to the minimum. Since static recrystallization and a possibility of grain growth being carried out, and a ferrite grain becoming big and rough notably as a result, and causing toughness degradation have a super-fine grain organization as retention time is more than 5 hours, it is not desirable. If retention time is 5 or less hours, the deterioration quantity of toughness of what may produce some grain growth can be controlled to such an extent that it is permissible. It is preferred that hold the super-fine grain organization of steel before heat treatment, limit the maximum of cooking temperature to ($+50^{\circ}$ of $Ac1$ transformation points), and it limits retention time in 1 or less hour further when aiming at controlling toughness

degradation thoroughly.

[0042] In this invention, cooling after heating / maintenance is limited [s] in 0.1-100 ** /with the average cooling rate from cooking temperature to 200 **. The degree of this cooling rate is limited in order to make the austenite formed by the heating stage metamorphose into the mixed organization of bainite, martensite, or a bi-phase certainly. With the average cooling rate from cooking temperature to 200 **, if it is 0.1 **/s or more, and it is the chemical composition range of this invention, a desired hard phase can be formed. Depending on chemical composition, a bainite phase is not formed as a cooling rate is less than 0.1 **/s, but there is a possibility of metamorphosing into the big and rough pearlite phase or false pearlite phase of cementite, and ductile improvement cannot be expected, and also there is a tendency for toughness to also deteriorate.

[0043] Although a cooling rate is so preferred that it is large, even if it is enough in s in 100 ** /or less practical and enlarges a cooling rate more from a viewpoint of hard phase formation, while the effect over the improvement in construction material is saturated, Since shape aggravation of steel and concern of the increase in remaining stress arise, in this invention, the maximum of the cooling rate in heat treatment is set to s in 100 ** /.

[0044] It is satisfactory if control of the cooling rate after heat treatment is performed to 200 **. That is, it is for having completed the transformation to the bainite or martensite which is a hard phase about 100% by 200 **, and hardly influencing final construction material by the cooling conditions after 200 **. However, since there is a possibility of carbide depositing in a grain and degrading ductility when a cooling rate is very slow, the cooling rate at 200 ** or less should take care so that it may become in 0.01 **/s or more.

[0045] Furthermore in this invention, the heating rate of a to [from 300 ** / cooking temperature] in this two-phase region heat treatment is limited [s] in 1-100 ** /if needed. In the usual heat treatment, after inserting steel in a heat treating furnace, the furnace heating method inserted in the heat treating furnace which started temperature up or was set up near the cooking temperature is common, but. In these methods, like a thick plate, when the size of steel is large, a heating rate is about at most 10-20 **/s, but. After inserting in high frequency induction heating, energizing heating, or the furnace set as the elevated temperature rather than cooking temperature, by the method of adjusting coke oven temperature according to the temperature of steel. Since the generation site of the austenite phase in temperature up will increase if rapid heating whose heating rate is 1-100 **/s is performed, the fine dispersion of the hard phase which cannot be attained in the usual furnace heating method is attained, and change of a raw material organization can be controlled as much as possible.

[0046] That is, especially in the case where it is preferred like this invention not to change the super-fine grain organization of a raw material as much as possible, the rapid heating in two-phase region heat treatment is dramatically effective, in order to

control inescapable toughness degradation in limit with two-phase region heat treatment. If a heating rate is $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ or more, the fine dispersion of a hard phase and the toughness degradation depressor effect as the result will be stabilized, and it will be enjoyed.

[0047] Although a heating rate is so preferred that it is large, rapid heating which exceeds $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, Even if it is not realistic from the capability of the heat treating facility obtained in the actual condition and is able to attain, since homogeneous reservation of tending to be saturated and the temperature distribution of steel becomes difficult, the organization minuteness making effect sets the maximum of a heating rate to $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ by this invention. Control of the heating rate was set up from not less than $300\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ because it was so small that the grade of movement of C which is not based on a heating rate but influences histogenesis below by a transformation point in the range below $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, or a rearrangement can ignore compared with a not less than $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ pyrosphere.

[0048] In this invention, it is the stress relief of steel, and the purpose of intensity adjustment, and annealing whose cooking temperature is $250\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ can be given. it anneals that the cooking temperature of annealing is less than $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, an effect is not enough, and since the intensity of a hard phase falls that it is more than $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ on the other hand, and intensity and uniform elongation balance deteriorate, it is not desirable. About the retention time and the cooling conditions of annealing. The influence on construction material is dramatically small compared with cooking temperature, and although it is not necessary to specify in particular in the realistic condition range, in order that retention time may prevent ductility degradation by 48h or less and the deposit within a grain of cementite for big and rough-sized control of an organization, a cooling rate is more preferred [s^{-1}] in $0.01\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ or more.

[0049]

[Example] Below, the example of this invention is described. The steel plate was manufactured by the method shown in Table 2 using the slab which has the chemical composition shown in Table 1. All over Table 1 and 2, chemical composition or a steel organization also doubles and shows the comparative example with which it is not satisfied of this invention. Mechanical properties were investigated after heat-treating further to the steel plate shown in Table 2. The heat treatment condition and mechanical properties in that case are shown in Table 3. The heat treatment condition and mechanical properties of the comparative example with which it is not satisfied of this invention were also collectively shown in Table 3.

[0050] As mechanical properties, tractive characteristics and 2mmV notch Charpy impact property were investigated. Right-angled, from the board thickness central part, mechanical properties extracted the specimen to the rolling direction, and were performed to it. The parallel part made the test piece for tensile test a $6\text{ mm}\phi\times 24\text{ mm}$ round bar specimen, and the piece of a Charpy test was taken as the standard test block with a specimen thickness of 10 mm. Carrying out the tensile test at the room temperature, various Charpy tests examined at temperature and asked for fracture

transition temperature (vTrs).

[0051] The steel plate of test number A1-1 - A10-2 has satisfied all the requirements for this invention among Table 3.

Since the super-fine grain organization is mostly held in spite of having performed two-phase region heat treatment, all vTrs(es) are very as good as -119 ** or less, Tensile strength has a value in which about 800 MPa classes are also very as high as not less than 13.6% not less than about 17.9% in about 500 MPa classes, and, also as for uniform elongation, it is clear for manufacture of the steel with which the high toughness (vTrs) and high ductility (tractive characteristics) of the very high level were compatible by this invention to be possible.

From Table 3, it was checked that it is [toughness] still better to enlarge a heating rate on the occasion of two-phase region heat treatment also among this inventions.

[0052] On the other hand, test number B1-1 - B6-4 have not satisfied either of the requirements for this invention among Table 3, and mechanical properties are clearly inferior for the reason shown below compared with test number A1-1 manufactured by this invention - A10-2 steel plate. That is, since test number B1-1 is manufactured by hot-rolling usual in a steel plate, the ferrite grain size before two-phase region heat treatment did not satisfy this invention, but toughness has deteriorated greatly with two-phase region heat treatment.

[0053] Since test number B-2-1 does not have the proper hot-rolling conditions, the ferrite grain size before two-phase region heat treatment and the second phase molar fraction do not satisfy this invention, but the toughness after two-phase region heat treatment is inferior in it. Test number B3-1, B4-1, and B5-1 are examples with which chemical composition is not satisfied of this invention, since B3-1 has the excessive amount of C, uniform elongation and toughness are notably inferior to this invention, and since B4-1 has the excessive amount of Mn, its toughness is not enough. both Ti indispensable in order that test number B5-1 may control growth of a super-fine grain organization in the case of two-phase region heat treatment V and Nb -- although -- since it does not contain, a super-fine grain organization becomes big and rough at the time of two-phase region heat treatment, and, as a result, toughness is inferior compared with this invention.

[0054] Test number B6-1 and B6-2, although this invention is satisfied, since the heat treatment condition for distributing a soft phase and a hard phase properly has not satisfied this invention, the requirements for an organization before chemical composition and heat treatment are toughness and an example which is inferior in uniform elongation respectively. That is, since test number B6-1 has too high a two-phase-region-heat-treatment temperature, the super-fine grain organization was canceled mostly and the ferrite grain size has made it big and rough. Compared with this invention steel of the same presentation, intensity and toughness are inferior.

In heat treatment equivalent to two-phase region heat treatment, the cooking temperature of test number B6-2 is Ac1. Since it has not reached at a transformation

point, a hard phase is not formed, but intensity is lower and substantially inferior in uniform elongation compared with two-phase-region-heat-treatment material.

[0055] Since the grain growth of a super-fine grain ferrite arises even if it is the chemical composition of this invention, since the retention time of two-phase region heat treatment is excessive, test number B6-3 has remarkable degradation of toughness. On the other hand, since cooling in two-phase region heat treatment separates from this invention and serves as annealing extremely, the indispensable hard second phase is not formed in the improvement in uniform elongation, but test number B6-4 has become a big and rough pearlite phase.

Therefore, uniform elongation is greatly inferior compared with this invention.

It doubled, degradation of tensile strength is also produced and it is not desirable.

According to this invention from the above example, it is clear for manufacture of high toughness and high ductility steel excellent in both 2mmV notch Charpy impact property and uniform elongation to be possible.

[0056]

Table 1]

区分	鋼片番号	化学成分 (mass%)																	
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Co	Mo	Cr	Fe	W	Nb	Ta	V	Ti	Zr	B
本発明例	1	0.16	0.31	1.02	0.010	0.003	0.031	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	-	0.008	-	-
	2	0.12	0.25	1.44	0.008	0.002	0.038	0.0028	-	-	-	-	-	-	-	0.095	-	-	-
	3	0.10	0.25	1.52	0.010	0.003	0.018	0.0028	-	-	-	-	-	0.008	-	-	-	-	-
	4	0.08	0.16	1.48	0.008	0.001	0.030	0.0033	0.25	0.24	-	-	-	0.012	-	0.041	0.011	-	-
	5	0.06	0.31	1.54	0.010	0.002	0.047	0.0040	0.51	0.53	-	-	-	-	-	-	0.015	-	0.0009
	6	0.06	0.27	0.97	0.006	0.001	0.058	0.0031	0.25	-	0.55	0.41	-	-	-	0.077	-	-	0.0011
	7	0.10	0.27	0.95	0.009	0.002	0.056	0.0040	0.24	0.55	0.51	0.45	-	0.009	-	0.040	-	-	0.0010
	8	0.08	0.16	0.75	0.006	0.003	0.075	0.0038	0.28	2.88	0.75	0.51	-	0.015	-	-	0.009	-	0.0011
	9	0.02	0.27	1.73	0.006	0.001	0.044	0.0027	0.26	0.58	0.26	0.21	0.21	-	0.102	-	0.010	0.006	0.0015
	10	0.06	0.09	0.87	0.008	0.001	0.015	0.0028	0.21	0.20	0.25	0.19	0.13	0.006	0.047	0.075	0.006	0.005	0.0008
比較例	11	0.31	0.33	0.66	0.012	0.003	0.028	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	0.046	-	-	-
	12	0.10	0.42	3.11	0.008	0.003	0.034	0.0041	-	-	-	-	-	0.005	-	-	0.011	-	-
	13	0.16	0.26	1.46	0.012	0.003	0.036	0.0033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[0057]

Table 2]

区分	鋼板番号	鋼片番号	スラブ厚 (mm)	スラブ加熱温度 (°C)	圧延条件		仕上げ圧延前フェライト状態		仕上げ圧延条件		仕上げ板厚 (mm)	加速冷却有無	圧延終了後冷却速度 (°C/s)	加速冷却停止温度 (°C)	焼き戻し温度 (°C)	平均フェライト粒径 (μm)	第二相割合 (%)
					圧延終了温度 (°C)	圧下率 (%)	平均粒径 (μm)	開始時フェライト分率 (%)	圧延開始温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	圧下率 (%)						
本発明例	A1	1	150	1050	850	50	12	65	715	700	73	20	無	0.8	-	-	2.5
	A2	2	150	1050	830	50	13	55	725	695	73	20	無	0.8	-	-	2.8
	A3	3	150	1050	840	50	11	70	725	705	84	12	無	3	-	-	2.4
	A4	4	150	1100	850	50	14	60	730	715	73	20	有	25	50	570	2.2
	A5	5	200	1100	815	60	13	65	725	720	75	20	有	25	50	570	2.6
	A6	6	120	1100	855	58	12	80	695	690	70	15	有	30	50	570	2.5
	A7	7	120	1100	815	58	12	50	690	680	70	15	有	30	500	-	2.0
	A8	8	150	1000	790	50	12	75	715	680	73	20	有	25	520	-	2.4
	A9	9	150	1000	800	50	15	65	695	700	33	50	有	10	450	570	2.7
	A10	10	150	1000	805	50	14	50	680	670	33	50	有	10	475	570	2.7
比較例	B1(注1)	4	150	1150	980	50	-	0	900	850	73	20	無	0.8	-	-	13.3
	B2	7	120	1150	870	38	15	15	800	760	73	20	有	25	50	580	4.2
	B3	11	200	1100	840	75	12	50	720	700	80	20	有	25	490	-	2.7
	B4	12	200	1100	860	75	11	50	630	640	60	20	有	25	550	-	2.8
	B5	13	200	1100	810	75	15	60	720	700	60	20	有	25	-	650	2.9

注1)普通炭素鋼圧延

[0058]

[Table 3]

区分	試験番号	鋼板番号	鋼片番号	二相域熱処理条件					加熱変態点(注4)		焼戻し条件(注5)		降伏応力(MPa)	引張強度(MPa)	降伏比(%)	一様伸び(%)	破断伸び(%)	vT _{rs} (°C)
				熱処理方法(注1)	昇温速度(°C/s)(注2)	加熱温度(°C)	保持時間(h)	冷却速度(°C/s)(注3)	AC1(°C)	AC3(°C)	加熱温度(°C)	保持時間(分)						
本 発 明 例	A1-1	A1	1	炉加熱	0.15	800	0.5	25	745	860	-	-	363	522	69.5	18.0	33.8	-128
	A1-2	A1	1	急速加熱	5	800	0	25	760	865	-	-	388	535	72.1	17.9	34.0	-140
	A2-1	A2	2	炉加熱	0.15	750	1	25	735	870	-	-	388	536	72.4	18.3	35.2	-135
	A3-1	A3	3	炉加熱	0.2	800	0.5	25	740	875	-	-	365	519	70.3	18.5	35.4	-127
	A4-1	A4	4	炉加熱	0.15	750	0.5	1	725	870	-	-	382	530	72.1	18.6	35.7	-133
	A4-2	A4	4	急速加熱	5	800	0	1	735	870	-	-	397	533	74.5	18.2	35.5	-145
	A5-1	A5	5	炉加熱	0.15	750	0.17	25	720	870	530	10	446	557	80.1	17.8	34.2	-138
	A6-1	A6	6	炉加熱	0.15	800	0.5	25	755	900	570	10	585	714	81.9	15.0	28.6	-119
	A7-1	A7	7	炉加熱	0.15	800	1	25	750	880	570	10	654	778	84.1	14.2	25.9	-123
	A8-1	A8	8	炉加熱	0.15	750	0.5	1	705	830	-	-	571	814	70.1	13.8	25.0	-154
比 較 例	A9-1	A9	9	炉加熱	0.1	750	0.5	1	725	890	-	-	499	705	70.8	15.0	30.7	-148
	A10-1	A10	10	炉加熱	0.1	775	0.5	10	740	895	600	30	495	612	80.9	16.7	29.8	-135
	A10-2	A10	10	急速加熱	0.1	775	0.05	10	750	900	600	30	508	625	81.3	16.8	30.4	-142
	B1-1	B1	4	炉加熱	0.15	800	0.5	1	725	870	-	-	356	498	71.5	17.5	34.9	18
	B2-1	B2	7	炉加熱	0.15	800	0.5	25	750	880	570	10	518	736	70.4	11.9	22.8	8
	B3-1	B3	11	炉加熱	0.15	800	0.5	1	740	810	-	-	437	624	70.0	9.5	19.7	24
	B4-1	B4	12	炉加熱	0.15	800	0.5	1	725	850	-	-	442	637	69.4	13.7	25.5	-12
	B5-1	B5	13	炉加熱	0.15	800	0.5	1	730	850	-	-	353	517	68.3	17.4	35.9	-24
	B6-1	A4	4	炉加熱	0.2	850	1	1	725	870	-	-	325	462	70.3	18.0	31.6	-4
	B6-2	A4	4	炉加熱	0.15	700	1	1	725	870	-	-	462	543	85.1	9.6	34.7	-150
比 較 例	B6-3	A4	4	炉加熱	0.15	750	10	1	725	870	-	-	368	626	70.0	17.4	34.2	-38
	B6-4	A4	4	炉加熱	0.15	750	0.5	0.08	725	870	-	-	377	501	75.2	11.4	36.0	-121

注1)炉加熱:加熱温度に設定した炉に挿入。急速加熱:高周波誘導加熱により加熱

注2)300℃から加熱温度までの平均昇温速度

注3)加熱温度から200℃までの平均冷却速度

注4)実際の熱処理時における昇温速度での実測値

注5)冷却は放冷

[0059]

[Effect of the Invention] Without having sufficient intensity as steel for welded structure, excelling in the ductility characteristics, such as uniform elongation, by this invention, and depending on the abundant addition of an alloy element with expensive high toughness and high ductility high tensile steel with high safety excellent also in low temperature toughness, manufacture becomes cheaply possible and the industrial effect is very remarkable.

[Translation done.]